

REMARKS

By the present amendment, claims 1 to 3 are pending in the application.

Claim 1 is the only independent claim.

Support For Claim Amendment

In claim 1, support for the upper limit of Si being 0.25% Si may be found in the specification, e.g., at page 7, lines 23 to 24.

In claim 1, support for the limitation directed to hot rolling and cooling may be found in the specification, e.g., at page 5, lines 19 to 25.

In claim 1, the limitation directed to --consisting essentially of ferrite, having a grain diameter of 2 μ m or more, bainite and up to 2 vol. % retained austenite-- is in accordance with the suggestion of the Office Action at paragraph 4, last line to page 5, lines 1 and 2 which suggested this limitation to distinguish over EP 0 974 677 to Kawano et al. See Declaration Under 37 C.F.R. §1.132 filed April 30, 2009 (Certificate of Mailing dated April 27, 2009) where Fig. 3 of the Declaration Under 37 C.F.R. §1.132 illustrates --up to 2 vol. % retained austenite--.

In claim 1, --precipitations of TiC-- is supported in the specification, e.g., at page 9, lines 25 to 26.

§103

Claims 1 to 3 were rejected under 35 U.S.C. §103(a) as being unpatentable over EP 0 974 677 to Kawano et al.

Claims 1 to 3 were rejected under 35 U.S.C. §103(a) as being unpatentable over U.S. Patent No. 6,290,784 to Yasuhara et al.

These rejections, as applied to the amended claims, are respectfully traversed.

Patentability

EP 0 974 677 ("EP '677")

In accordance with the suggestion of the Office Action at paragraph 10, page 4, last line to page 5, lines 1 and 2, in order to distinguish over EP '677, independent claim 1 has been amended by the present amendment to recite --up to 2 vol. % retained austenite --.

In view of the present amendment, it is respectfully submitted that amended independent claim 1, and claims 2 and 3 dependent thereon, are patentable over EP '677.

U.S. Patent No. 6,290,784 ("Yasuhara")

The subject matter of US 6,290,784 (Yasuhara) is directed to a hot rolled steel sheet improved in strength, formability and anisotropy by having two-phase structure of a dispersed second phase in fine and insular form, in addition to the fine graining of a main phase, i.e., ferrite, by repeating lighter reduction as compared to a conventional fine graining technique, during hot rolling, in an austenite region in a low-temperature region of a dynamic recrystallization temperature (see Column 3, line 43 to column 4, line 10) as well as by a silicon solid solution (see Column 7, line 46 to 48).

The subject matter of the present invention is a steel with a substantially three-phase structure of ferrite, bainite and up to 2% retained austenite where the ferrite improves the elongation and precipitates comprised of mainly TiC secure the strength and cause sufficient growth of the ferrite grains to improve the elongation without lowering the burring, then causes the formation of precipitates to secure the strength by a precipitation strength (see specification, page 6, lines 25 to 32).

Therefore, the steel of the present invention is heated in heating furnaces at a temperature higher than the dissolution temperature of TiC, for example at 1200°C or higher (see specification, page 22, lines 22-23), then the steel is cooled down to precipitate TiC dispersedly in fine form in a ferrite phase. (See the attached reference).

The attached reference is 74th and 75th Nishiyama Memorial Seminar, ISIJ (the Iron and Steel Institute of Japan) published May 20, 1981, pages 37, 40-45, 54-63, with partial English translation of pages 54, 55 and 62.

In Yasuhara, a steel sheet is heated at a temperature lower than the dissolution temperature of TiC to promote a dynamic recrystallization of austenite. Therefore, TiC exists in austenite, and TiC is definitely not promoted to precipitate in fine form in a ferritic phase because of a rapid cooling after a rolling. This means that Yasuhara does not disclose or suggest anything about the steel disclosed in the present invention. (See the attached reference).

In support of the above, the examples in Yasuhara do not disclose the steel of Yasuhara containing 0.25% or less Si or 0.4% or more Al (see Table 1). On the contrary, the present invention does. The lowest example of Al in the present invention is Table 1-1, Ex. 6, 0.40% Al. See specification, page 7, lines 23 to 24 where 0.25% or less Si is preferred in the present invention.

In addition, Yasuhara does not disclose or suggest anything about cooling a steel sheet in an air-cooling-zone after hot-rolling. This shows that Yasuhara does not have any technical idea of precipitating TiC dispersedly in fine form in a ferrite phase.


It is therefore submitted that amended independent claim 1, and claims 2 and 3 dependent thereon, are patentable over Yasuhara.

CONCLUSION

It is submitted that in view of the present amendment and the foregoing remarks, the application is now in condition for allowance. It is therefore respectfully requested that the application, as amended, be allowed and passed for issue.

Respectfully submitted,

KENYON & KENYON LLP

By: 
John J. Kelly, Jr.
Reg. No. 29,182

Dated: October 2, 2009

KENYON & KENYON LLP
One Broadway
New York, NY 10004
Telephone No. (212) 425-7200
Facsimile No. (212) 425-5288
CUSTOMER NO. 26646

ATTACHED REFERENCE

PARTIAL ENGLISH TRANSLATION

Reference

74th and 75th Nishiyama memorial seminar, ISIJ (the Iron and Steel Institute of Japan) published on May 20, 1981

Seminar theme: Progress of production technology and application technology of the high-tension steel sheet for an automobile.

Page 54

4.1.3 熱間圧延工程における組織と材質の制御

(1) 熱間圧延における諸因子の関連

実際のポットストリップミルによる熱間圧延においては、図 28 に示すように各操業因子は相互に関連している。細粒化の主な方法としては、オーステナイトの微細再結晶、再結晶温度以下の圧延、初期ノ粒を微細にするためのスラブ加熱温度の低下、仕上圧延後の冷却速度の増加などがある。

(2) スラブ加熱条件の影響

スラブ加熱温度の下限は、(i) 仕上圧延を一般化は、再結晶点以上で終了させるため、(ii) Nb, Ti, V などの炭窒化物を溶解させることから決まる。これに対してその上限は、(iii) 初期ノ粒の粗大化抑制と、(iv) 省エネルギーの観点から決まる。

(translation of the underlined)

4.1.3 Control of a texture and material quality in hot-rolling

(2) Effect of heating condition of a slab

The lower limit of a heating temperature of a slab is decided by (i) terminating the finishing rolling at the Ar3 temperature or higher and (ii) dissolving a carbonitrides like Nb, Ti, V.

鋼中における Nb, Ti, V の炭窒化物および AlN の平衡溶解度積としては次の式がある。

$$\log [\text{Nb}] \cdot [\text{C} + 12/14 \text{N}] = -6770/T + 2.26 \quad (\text{Irvine ら}^{25)}) \quad 22$$

$$\log [\text{V}] [\text{C}] = -9500/T + 6.72 \quad (\text{成田}^{52)}) \quad 23$$

$$\log [\text{V}] [\text{N}] = -8700/T + 3.63 \quad (\text{成田}^{52)}) \quad 24$$

$$\log [\text{Ti}] [\text{C}] = -7000/T + 2.75 \quad (\text{Irvine ら}^{25)}) \quad 25$$

$$\log [\text{Ti}] [\text{N}] = -18586/T + 5.90 \quad (\text{成田}^{52)}) \quad 26$$

$$\log [\text{Al}] [\text{N}] = -6770/T + 1.03 \quad (\text{Irvine ら}^{25)}) \quad 27$$

これらの式を図にあらわすと図 24 のようになる。また代表的な鋼組成の場合の各炭窒化物が 100% 溶解する臨界温度を上記の溶解度積から求め、表 6 に示す。

スラブ加熱時の初期 7 粒は、加熱温度および時間 (t) の増加にともなって粗大化する。一定の温度域では次式が成立する。⁵³⁾

表 6 各炭窒化物が溶解する臨界温度

Precipitation	Composition	Dissolution temp.
析出物	含有量	臨界温度(℃)
Nb (C,N)	0.05 %Nb × 0.15 %C	1275
VC	0.10 %V × 0.20 %C	855
VN	0.10 %V × 0.01 %N	1040
TiC	0.10 %Ti × 0.15 %C	1260
TiN	0.02 %Ti × 0.005 %N	1400
AlN	0.05 %Al × 0.01 %N	1294

Table 6 shows that the dissolution temperature of 0.1% Ti and 0.15% C, in which the steel in Yasuhara (US 6,290,784) is included, is 1260 °C.

(c) 析出強化

Nb, Ti, V などの炭窒化物は図 24 の平衡溶解度積からも明らかなように、熱間圧延工程においては過飽和に飽和しており、7 粒の温度でも析出する。とくに熱延時の後による遅延析出が起る。この 7 粒で析出した Nb などの炭窒化物は炭化後の α 相においては炭素との溶解性がなく、強度への寄与が少ない。⁷²⁾ すなわち析出強化には α 領域において微細析出させることが重要であるが、これは析出物の生成温度および冷却速度に大きく依存する。低温まで連続冷却する場合、冷却速度が小さいと、徐冷により高温で析出して粒子が成長し過時効となるため析出強化 σ_p は小さい。冷却速度の増加に伴い σ_p は増加するが、冷却速度が早すぎる場合には析出が抑制されるため σ_p は小さくなること³¹⁾が知られている。しかし熱延鋼板のようにコイルに巻取られる場合には、コイルの徐冷中に Nb などの炭窒化物が析出し強度を増すことが可能である。これは最も適

(translation of the underlined)

(c) Precipitation strength

For precipitation strength, it is important that a carbonitride like Nb, Ti, V is precipitated in fine form in α region and this strongly depends on a formation temperature and a cooling rate.

ATTACHED REFERENCE

Pages 37, 40-45, 54-63

自動車用高強度薄板鋼板の製造技術・利用技術の進歩

総 目 次

1	これからの自動車とその材料としての薄鋼板	太田 正昭	1
2	最近高強度薄鋼板の製造技術と特性	西田 参	33
3	冷延高強度薄鋼板の製造技術と特性	松澤 和雄	95
4	高強度表面処理鋼板の製造技術と特性	戸 元	125
5	高強度薄鋼板の自動車車体への適用性 I — プレス成形性と変形と変車への適用 —	佐藤 漢	163
6	高強度薄鋼板の自動車車体への適用性 II — オールハイチン車を試作して —	山本 多門	179
7	今後の自動車停成形技術と高強度薄鋼板	宮田 清太	203

昭和56年5月26日・27日 (第74回)

昭和56年6月10日・11日 (第75回)

社団法人 日本鉄鋼協会

西山記念技術講座

熱延高強度薄鋼板の製造技術と諸特性

川崎製鉄株式会社 技術研究所

西田 稔

昭和56年 5月26日 (第74回)
昭和56年 6月10日 (第75回)

社団法人 日本鉄鋼協会

目 次

1. 緒 言	37
2. 熱延高速度鋼板の製造工程と最近の進歩	37
2.1 製造工程の概観	37
2.2 クリーンステール化のための製鋼技術の進歩	37
2.2.1 熔注脱酸	38
2.2.2 真空脱ガス処理	38
2.2.3 連続脱酸	39
2.3 熱延技術の進歩	39
2.3.1 ホットストリップミルの概観	39
2.3.2 制御圧延および制御冷却技術の進歩	39
3. 鋼の強化機構とそれによる熱延高速度鋼板の分類	41
3.1 鋼の強化機構	41
3.1.1 固溶強化	41
3.1.2 析出強化	41
3.1.3 細粒化強化	42
3.1.4 変形組織による強化	43
3.1.5 加工強化	43
3.2 熱延高速度鋼板の分類	43
4. 従来の熱延高速度鋼板	45
4.1 フェライト・パーライト鋼	45
4.1.1 組織と材質の関係	45
4.1.2 集合組織と材質の幾何学	50
4.1.3 熱延圧延工程における組織と材質の制御	54
4.2 低炭素ペイナイト鋼およびアキニャーフユナイト鋼	63
4.2.1 低炭素ペイナイト鋼	64
4.2.2 アキニャーフユナイト鋼	66
5. 新しい熱延高速度鋼板 (Dual phase 鋼板)	67
5.1 製造方法	67
5.1.1 熱延後逆熱処理法	67
5.1.2 熱延のままの方法 (As rolled 法)	67
5.2 熱延 dual phase 鋼板の組織と材質および製造条件の影響	68
5.2.1 逆熱処理熱延 dual phase 鋼板	68
5.2.2 As rolled 型熱延 dual phase 鋼板	69

自動車用薄鋼板の強度強化の第1歩は、1980年代後半に米国で具体化した安全自動車対策に始まった。その後1973年に起きた第1次石油危機を契機として、燃料効率の観点から鋼板の高强度化により自動車体の重量軽減をはかるため、高强度鋼板の使用が一段と促進された。

一方、高强度鋼板はこれまで自動車会社における材料開発の中心テーマとして、多くの開発努力が払われてきた。その成果として、特殊元素の微量添加と制御延技術の進歩により、熱延高强度鋼板の分野においても世界でもとレベルの高い品質が安定して経済的に得られるようになった。しかし、それはラインパイプ用などの厚鋼板が主体であり、要求性能も強度、延性および入熱量の大きい溶接性に関するものであった。これに対し自動車用鋼板では、厚鋼板の場合には問題とならない深絞り性、深出し性、形状記憶性などの成形性が重要である。なかでも熱延鋼板は自動車のシャシーやメンバー類およびハイルなど車体の組立基材料に使用されるため、強度以外にも安全上でも安定したものが必要である。このためには高强度熱延鋼板の強度のばらつきも非常に狭い範囲でなければならず、さらに溶接性や溶接部の熱的強度と疲労強度の検討がぜひとも必要である。このような社会的ともいえるべき要求にこたえるべく、自動車では成形性の良好な自動車用高强度薄鋼板の開発を重点的に行うとともに、自動車と鉄鋼さらには研究機関も含めて材料特性と車体成形の両面などの実用化研究が展開された。こうした努力により、従来の固溶強化型や析出強化型の高强度鋼板でも延性が改善され、また成形性が良好なことと世界的に大きな関心を集めている複合組織鋼板 (dual phase steel) が開発された。

本稿では、まず高强度熱延鋼板の延性向上に大きく寄与した制御延技術でのクリンステール化技術について簡単に紹介する。つぎに各種高强度熱延鋼板を強化機構の点から分類整理したのち、その製造技術の現状について説明する。なお、新しい鋼板である dual phase 鋼については別の加をもうけた。最後にこれら鋼板の諸特性を比較するとともに、今後の動向について述べる。

2. 熱延高强度薄鋼板の製造工程と最近の進歩

2.1 製造工程の概略

熱延薄鋼板の製造工程の概略は多くの解説¹⁻⁵⁾があるのでこれに譲り、ここではその製造工程の概略を図1に示すにとどめる。この工程はとくに高强度鋼板に与えられたものではなく、一般の軟鋼でも変わらない。しかし自動車用高强度熱延鋼板では、延性や疲労強度の向上を目的としてクリンステール化のため高濃度ガス処理の工程を多く、また熱延工程においては制御延延と制御冷却技術を大膽に取り入れることにより、高强度を経済的に得ることと材質を安定させることに努めている。

2.2 クリンステール化のための製鋼技術の進歩

鋼材の表面欠陥や内部欠陥をなくし、その材質特性を向上させまた均質性を増すためには、有害成分や非金属夹杂物を除去し、いわゆるクリンステール化をはかることがもともと有効

5.3 Dual phase 鋼板の機械的性質と冶金学的因子	74
5.3.1 Dual phase 鋼の組織	75
5.3.2 降伏点の降下と低降伏比	75
5.3.3 Dual phase 鋼の強度	75
5.3.4 Dual phase 鋼の加工硬化率と延性	76
6. 熱延高强度鋼板の成形性	77
6.1 連続热轧型 dual phase 鋼板と従来の熱延高强度鋼板の成形性の比較	77
6.2 As rolled 型 dual phase 鋼板と従来の熱延高强度鋼板の成形性の比較	79
7. 熱延薄鋼板の溶接性	80
7.1 スパット溶接	80
7.1.1 スパット溶接条件	80
7.1.2 静的引張強度	81
7.1.9 衝撃強度	83
7.1.4 テンパー処理の効果	83
7.2 フラッシュバット溶接	84
7.3 アーク溶接	84
8. 熱延高强度鋼板の疲労特性	85
8.1 母材疲労特性	85
8.1.1 母材および繰返し応力一変特性	85
8.1.2 疲労寿命特性	85
8.2 スポット溶接疲労特性	86
9. 各種熱延高强度薄鋼板の総合的な比較と今後の動向	87
9.1 各種熱延高强度薄鋼板の製造しうる材質レベル	87
9.2 各種熱延高强度薄鋼板の価格におよぼす化学成分の影響	88
9.3 熱延高强度鋼板の今後の動向	89
10. 結 言	89
参考文献	90

(d) の関係として表わすことができる。

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_1 d^{-1/2} \quad (1)$$

$$T_{11} = A - B d^{-1/2} \quad (2)$$

(1)式はHall - Petch式^{9, 10)}、(2)式は簡略化したCottrell - Peitch式¹¹⁾である。ここで、 σ_0 はフェライト粒の摩擦力で、 k_1 、 A 、 B は定数である。

したがってフェライト粒直径を微細化させれば、 σ_y の上昇、 T_{11} の低下という好都合な変化を生ずることになる。これを實現する技術が制御圧延 (controlled rolling) と制御冷却 (controlled cooling) であり、前者は圧延前の加熱から最終圧延までの全過程を制御し、 d の微細化により高強度を得る方法¹²⁾で、後者は最終圧延終了後にさらに冷却速度を制御して、 d の微細化をさらに促進させる方法である。

さて、熱延薄鋼板は通常圧延した30 mm前後の厚さのシートバーを仕上圧延機により A_1 、 A_2 、 A_3 、 A_4 の温度で2〜3 mm厚に圧延しており、仕上圧延の全圧下率は約80%と非常に大きなものである。したがって、通常の熱延薄鋼板は従来から制御圧延を行っていているといえる。この意味では制御圧延を必要とせず制御圧延だけでさらにフェライトを微細化させ高強度を得る余地は小さく、強度などの材質を安定化させるために制御圧延技術を活用していると考えよう。これ

に対し、仕上圧延後コイルに巻取るまでの間で、行方冷却は、フェライトの形成に大きな影響をおよぼす。その例を図5 (a) と図6 (a) に示す。図5から熱延終了後、急冷開始までの時間、図6から熱延後のフェライト粒は微細化し、粒径が小さくなること、そして図6から従来の品質管理上のポイントであった圧延終了温度とコイル巻取速度がそれぞれ同一であっても、ランナウトテーブル上の冷却パターンを変えることにより通常の低圧延でも強度が強化し、冷却初期の高速度での冷却速度を大きくした方が強度が高くなることとわかる。これもフェライトの微細化効果によるものである。

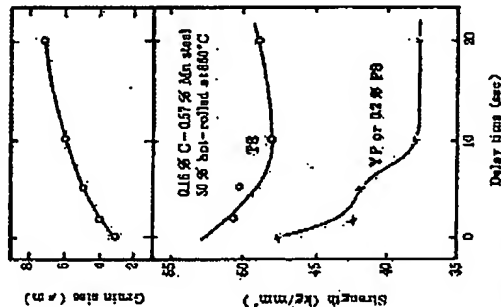


図5 軟鋼 (0.16% C-0.57% Mn) のフェライト粒径分布、降伏強度、引張強度におよぼす圧延後800°Cの熱延炉に急冷するまでの遅延時間の影響¹³⁾

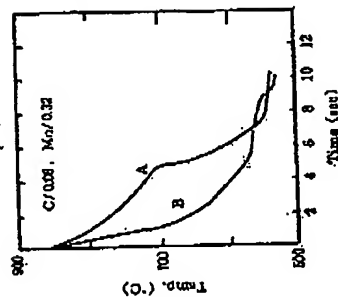


図6 軟鋼の引張特性におよぼす仕上圧延後コイル巻取までのホットランナーブル上での冷却条件の影響¹⁴⁾

	A	B
YP (kg/mm²)	25.8	27.1
YS (kg/mm²)	34.5	35.1
2d (μ)	44	43

3. 鋼の強化機構とそれによる熱延高強度鋼板の分類

3.1 鋼の強化機構

3.1.1 固溶強化

固溶強化はFe中に固溶する元素の原子半径がFeの原子半径と異なることによって生ずる格子ひずみにより、転位の運動に対する抵抗力を高め鋼を強化するものである。図7に示すように、C、Nなどの原子がFe格子間に侵入する侵入型固溶強化とFe原子がSi、Mn、Pなどの原子と置きかわる置換型固溶強化がある。フェライト鋼における各種元素の固溶強化を図8に示す。C、Nなどの侵入型固溶強化元素の強化能は置換型固溶元素のそれに比べて格段に大きい。C、Nの侵入型固溶強化は、また急速冷却処理などにより過飽和に固溶させても過時効などによる材質劣化が大きく、とくに延性を低下させるので好ましくない。

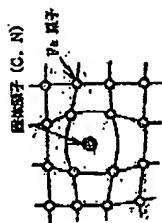
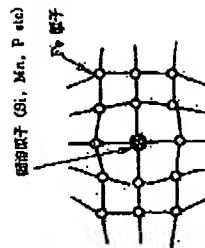


図7 固溶強化機構



3.1.2 析出強化

析出強化は微細な析出物 (主として炭・窒化物) が転位の運動を妨げるために生ずるものである。一般にはCowanの理論¹⁵⁾がもっとも理解しやすい。析出物の強度が大きい場合、図8に示すように転位は析出物の間を迂回し

て前通し、後に析出物の周囲に転位ループを残す。このとき必要な外力 (σ_s) は

$$\sigma_s = \frac{\mu \cdot b}{l} \quad (3)$$

(μ : 剛性率, l : 析出粒子間の距離, b : バーガスベクトル)

となり、析出物が細かく分散すればするほど大きな強度を与えることを意味している。また図10

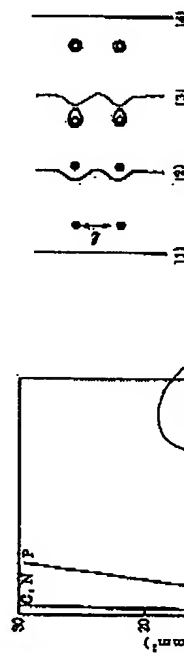


図9 転位環が析出粒子の間を通り抜ける過程 (Orowanによる)

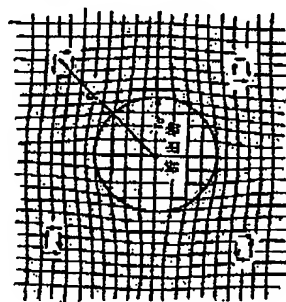


図10 析出粒子のまわりのひずり (整合性がある場合)

に示すように析出物が母相の格子と整合性 (coherency) を保っている場合には、析出物の周囲の母相格子にひずりが生じ転位の移動を強く妨害するため析出強化はもっとも大きくなる。

熱延鋼板の高強度化のために従来からもっともよく利用されるのはNb, Ti, Vなどの微量添加であり、母相と整合性を有する炭素化合物の形成とフェライト粒の微細化により、低C鋼においても比較的高い引張強さ 60 kg/mm² 以上の強度を得ることができる。

3.1.3 微細化強化

結晶粒界も転位の運動に対する障害となるため、図11で示したように微細化することにより強度が上昇する。その関係を図11に示す。また微細化は再結晶の向上という好都合な変化を生ずる。したがって、一般の熱延高強度鋼板では制御冷却などにより転位微細化に努め、とくに

Nb, Ti, Vなどを添加した鋼板では非常に微細な結晶粒が得られている。このため強度増加のために、実際の製造工程においてさらに大幅に結晶粒を微細化することは困難である。このことから微細化はとくに析出強化や固溶強化などの増強に付随する効果として扱われる方が理解しやすい。

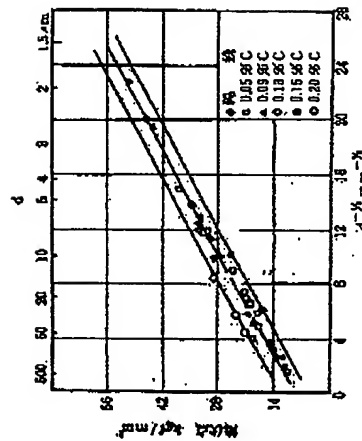


図11 結晶粒界と降伏強度の関係 (17)

3.1.4 変態組織による強化

約 900 °C 以上に加熱するとオーステナイト相になる。これを急冷するとマルテンサイトに変態する。マルテンサイトは非常に高い転位密度をもち強度がきわめて高い。たとえば 0.1% C を含有するマルテンサイトでも引張強さ約 100 kg/mm² 以上を得ることができるが、伸びが 3% 程度しかなくほとんど加工することができない。

この性質を改善したものに、(1)均一相変態型のベイナイト類やアシキニウムフェライト類、(2)最近開発された世界的に注目されている二相変態型の dual phase 鋼がある。この dual phase 鋼はフェライトとマルテンサイトの混合組織 (さらには微量の残留オーステナイトも含まれる場合がある) から成り、延性と強度のバランスが非常に優れている。

3.1.5 加工強化

加工により転位密度を増すことによって高強度を得るもので、合金元素を用いないものも簡単な方法であるが、加工硬化により延性が著しく劣化するためプレス加工の厳しい用途には適せず、またスポット溶接の軟化などの問題もある。現在、熱延鋼板への応用例はないが、冷延鋼板では冷間延後延性付与のため低減度で回復処理を行う recovered steel がもっともよく知られている。

3.2 熱延高強度鋼板の分類

各種熱延高強度鋼板を強化機構別に分類し、その組織、得られる引張強さ、降伏比、延性などを整理すると表1のようになる。表中のNo.3はNb, Ti, Vを添加した析出強化型鋼板にさらに

Si などの固溶強化型元素を添加して、析出強化型鋼板の降伏比と延性を向上させたものであり、池5はベイナイトなどの均一組織強化型鋼板にNb, Ti, V などの析出強化元素を添加してさらに強度を高めたものである。

表1に各種熱延高強度鋼板の分類と鉄鋼会社社内規格を示す。

なお、高強度鋼板をHSLA鋼という名称で呼ぶことがある。これは high strength low alloy steel を略したもので、とくに米国においてよく使用される。本来は自動車用を含めて少量の合金元素を添加する高強度鋼板全体に対する名称であるが、Nb, Ti, V など添加した析出強化型高強度鋼板のみを便宜上 HSLA 鋼と呼び、他の高強度鋼板と区別することもある。

4. 従来の熱延高強度鋼板

従来の熱延高強度鋼板には、固溶強化型と析出強化型のフェライト・パーライト鋼および均一変態組織強化型であるベイナイト鋼、アジキューラーフェライト鋼、マルテンサイト鋼を含む。そしてミクロ組織別に材質設計の基本的考え方と製造要因の影響を述べる。なお、これらに関しては Pickering の優れた解説^{18, 20)}がある。

4.1 フェライト・パーライト鋼

4.1.1 組織と材質の関係

多結晶金属の降伏強度の基本式は(1)式で示した Hall-Petch の関係^{9, 10)}である。

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_y d^{-1/2}$$

$$\sigma_0 = \sigma_{01} + \sigma_{02} + \sigma_{03} + \sigma_{04} + \sigma_{05} + \sigma_{06} + \sigma_{07} + \sigma_{08} + \sigma_{09} + \sigma_{10}$$

$$\sigma_{01}$$
 は強化機構別にさらに細かい項に分割できる。すなわち格子強化 σ_{01} 、固溶強化 σ_{02} 、析出強化 σ_{03} 、転位強化 σ_{04} 、また合金元素の寄与する各種合金元素の効果を評価した実験式もいくつか報告されている。^{19, 20)} また合金組織が発達した場合にはさらに合金組織強化 σ_{11} を付加すべきとの提案^{21, 22)}もなされている。したがってこれらの項を付加すると Hall - Petch の関係は次のようになる。

$$\sigma_y = \sigma_{01} + \sigma_{02} + \sigma_{03} + \sigma_{04} + \sigma_{05} + \sigma_{06} + \sigma_{07} + \sigma_{08} + \sigma_{09} + \sigma_{10} + \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

多結晶金属の延性に關しても延性・脆性遷移温度式は Petch²³⁾により与えられた。これを簡略化したものに(2)式に示した Cottrell - Petch の関係¹¹⁾がある。ここでも同様に各強化機構の影響を付加することができる。^{19, 20)}

$$T_{10} = f(\sigma_{01} + \sigma_{02} + \sigma_{03} + \sigma_{04} + \sigma_{05} + \sigma_{06} + \sigma_{07} + \sigma_{08} + \sigma_{09} + \sigma_{10} + \sigma_{11} + \sigma_{12} + \sigma_{13} + \sigma_{14} + k_y d^{-1/2}) \quad (2)$$

1) 強度

(a) 細粒化の影響

Pickering¹⁸⁾は0.25% Cまでの低C-Mn鋼の降伏強度 $(Y.S.)$ と引張強さ $(T.S.)$ に關する最近の研究^{19, 24, 25)}をまとめ次の式を示した (N_1) は固溶Nである。

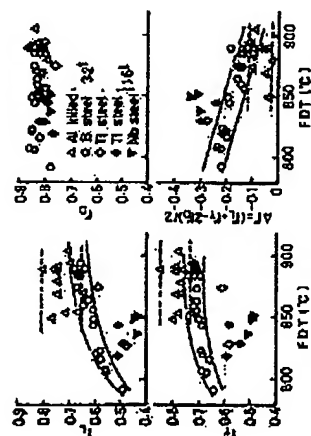
$$Y.S. (MPa) = 62 + 32 (56Mn) + 88 (8Si) + 354 (56N_1) + 174 d^{-1/2} \quad (3)$$

鋼種	強化機構	組織	材質	規格	鋼種	強化機構	組織	材質	規格
1 固溶強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn	SAFH 41	2 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn	SAFH 41
2 析出強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	3 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41
3 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	4 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41
4 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	5 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41
5 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	6 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41

表2 熱延高強度鋼板の分類と鉄鋼会社規格

強化機構	組織	材質	規格	鋼種	強化機構	組織	材質	規格	
1 固溶強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn	SAFH 41	2 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn	SAFH 41
2 析出強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	3 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41
3 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	4 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41
4 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	5 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41
5 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41	6 均一変態組織強化	フェライト・パーライト	フェライト・パーライト	Si, Mn, Ti, V	SAFH 41

表1 熱延高強度鋼板の強化機構による分類とその特徴



積よりも大きい場合、すなわちNbが完全には固溶せず一部がNb(C, N)析出物として残留しているとき、 τ 粒径は一層小さくなる傾向がある。なお、Ti添加鋼ではTiNが高温でも溶解しにくいいため、もっとも粒成長抑制力が強く、加熱時の τ 粒も細かい。⁵⁵⁾

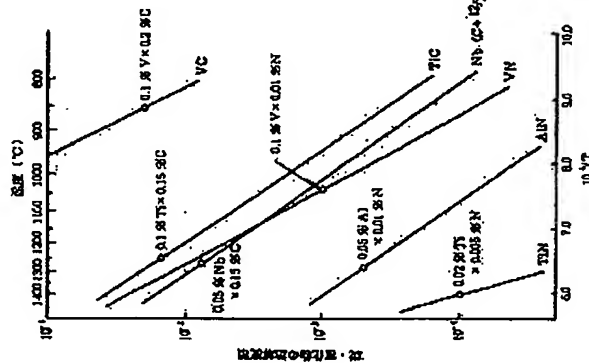


図24 各組成・変形後再結晶の温度依存性

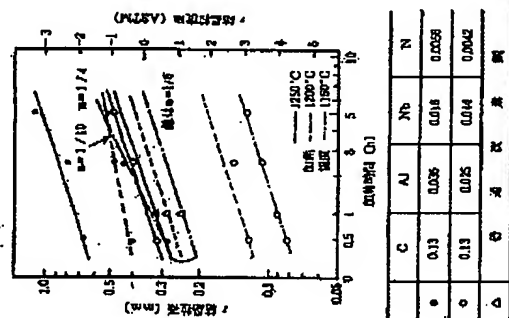


図25 各鋼の1150~1250°Cにおける加熱時間と τ 粒の成長の関係⁵⁶⁾

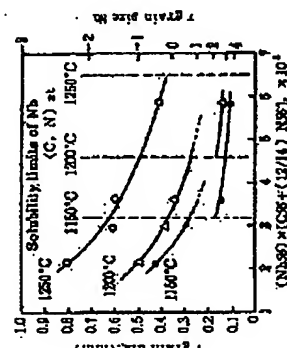


図26 1150, 1200, 1250°C×2hの加熱条件における(Nb)(8%)×(C×12/14 N)(%)と τ 粒径の関係⁵⁶⁾

(3) 粗延によるオーステナイトの細粒化(再結晶・焼延)

ホットストリップミルの粗延は再結晶の場合、約200mm厚のスラブから約30mm厚のシートまで計4~6パスであり、その圧延温度は通常約1250~1000°Cの範囲である。

熱間変形によるオーステナイトの再結晶には大別して、動的再結晶と静的再結晶の2つがある。動的再結晶は、たとえば1100°C程度以上の高温のように、圧延変形中にすでに再結晶が進行し、等軸晶となるものである。これに対し、静的再結晶は熱間圧延後、一定の潜伏期間を経て τ 粒界から再結晶核が発生し再結晶が進行する。この過程は冷間加工・焼結の場合と同様に再結晶である。図27はSi-Mn鋼を圧延直後急冷した場合の τ 粒度を示す。⁵⁷⁾ 高温・大圧下は動的再結晶の領域、中温・中圧下は静的再結晶の領域、低温・小圧下は動的再結晶の領域と考えられる。動的再結晶の領域は再結晶後の粒度は主として圧延温度に依存する。また、静的再結晶の場合には圧下率に依存すると考えてよい。Nb鋼についても同様な結果を図28に示す⁵⁷⁾が、Nbを添加することにより再結晶が著しく抑制されている。つまり静的再結晶の進行挙動にもよらず、Nb, Ti, Vなどの添加元素の影響を図29に示す。⁵⁸⁾ 再結晶は温度に強く依存し、またNb,

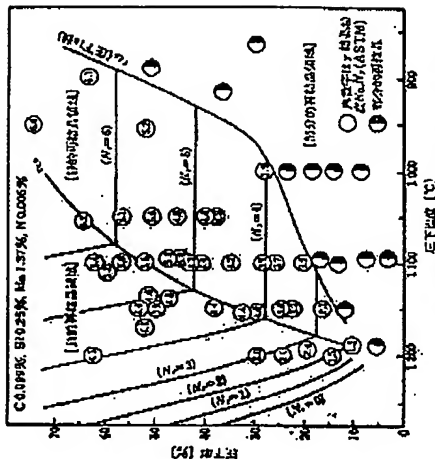


図27 Si-Mn鋼の再結晶挙動によらず圧延温度と圧下の影響(圧延後の τ 粒度 ASTM No. 0.2)⁵⁷⁾

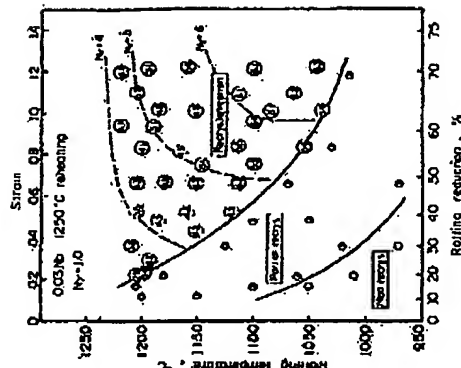


図28 Nb鋼の圧延3sec後のオーステナイト相(0.16C-0.36Si-1.41Mn-0.03Nb, N₂:オーステナイト相度番号)⁵⁷⁾

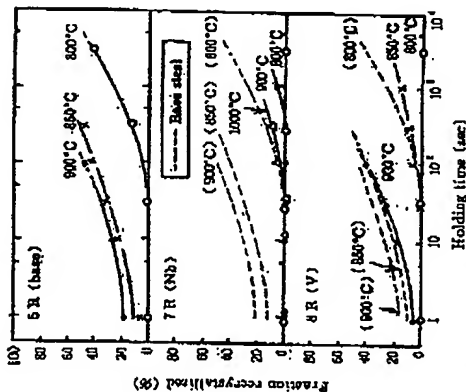


図29 33%圧延後の γ 粒の再結晶 (O-Si-Mn-Fe系) (a)

Ti, Vの添加により抑制される。計的再結晶の進行に必要な臨界歪量は、図27, 28に示したように温度に依存し、低歪になるほど大歪下が必要になる。さらに臨界歪量は粒径ほど低下し、再結晶後の γ 粒も細くなる。(a)

なお、Nbなどの元素の再結晶抑制効果については数多くの研究があり、⁽¹²⁾これらによると圧延前の加熱時にNbなどが固溶している場合に抑制作用が強く、加熱温度が低く未固溶の場合にはそのような作用は見られないという点ではすべて一致している。しかし、その抑制機構については、(1)固溶Nbなどによるdrag effect, (2)変形時に歪組織により析出したNb (C, N)などによる粒位の固定であるいは、(3)Nbの置換効果のいずれかに帰せられている。最近のWeissら⁽¹³⁾の研究によれば(1)の機構が最も妥当であるように考えられる。

以上1パス圧延の場合にあてはまる現象であるが、実際のホットストリップミル圧延のように連続冷却中の多パス圧延の場合には、次のように考えればよい。すなわち圧延温度が高く動的再結晶が起こる場合には、再結晶後の γ 粒はパス前の状態の影響をあまり受けず圧延温度の低下とともに細粒化する。計的再結晶の場合には、初期 γ 粒が細かいほど再結晶後の γ 粒が微細になり、再結晶も進行しやすい。したがって、1パスごとに再結晶が起るような圧下が増えれば、パスごとに γ 粒は微細化する。そしてこの時の微細化の程度はその合計圧下率に比例すると考えよう。

ホットストリップミルの圧延を模した圧延実験での各パスの間の γ 粒度の変化とその後の再結晶 γ 粒の成長挙動^(a)を、図30に示す。再結晶抑制効果のあるNb鋼でも再結晶相当の約1000°C以上では各パスごとに再結晶が起り、圧延と再結晶の繰返しにより粒径番号8程度まで微細化することがわかる。また、ホットストリップミルでは再結晶後から仕上圧延まで移動するのに約1050°Cの温度で30~90s程度の保持時間が必要であり、場合によっては仕上圧延を低温で行うため温度調整のdelayを行うことがあるが、1050°C近傍ではNb添加による粒成長抑制効果がある。微量のTiにも粒成長抑制効果がある。(a)

γ 粒の再結晶抑制力の小さいSi-Mn鋼では、ホットストリップミル圧延の過程で、圧延だけでなく図31に示すように、仕上圧延においても γ 粒の再結晶の繰返しにより、 γ 粒の微細化が進行する。

(a) 仕上圧延によるオーステナイト粒の変化

ホットストリップミルの仕上圧延は、6~7スタントのテンデミルで連続圧延を行うもので、通常の圧延は約1050°C以下で圧延を開始し、 A_1 変態点以上で終了する。この仕上スタントでの合計圧下率は薄板板の場合90%前後の高圧下となる。したがって、Nbなどの元素を添加した析出強化鋼では、図28から明らかのように、この仕上圧延の大部分が再結晶を起さない状態では、再結晶抑制効果の小さなSi-Mn鋼などの固溶

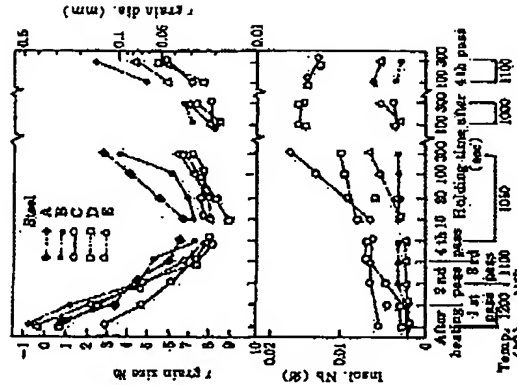


図30 圧延をシミュレートした圧延圧延による γ 粒度の変化と高温保持による γ 粒の成長 (A: C-Mn, B: 0.016%Nb, C: 0.044%Nb, D: Nb-V, E: Nb-Mn) (a)

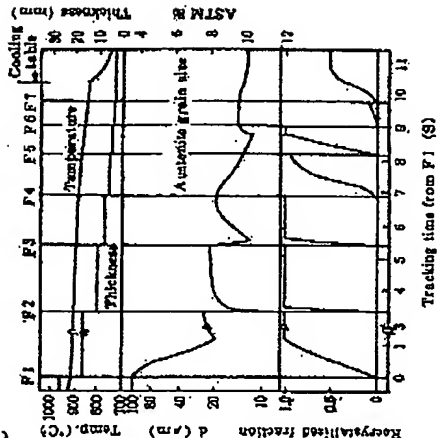


図31 C-Mn鋼の仕上圧延における γ 粒の再結晶挙動と粒度数の計算結果 (加熱温度: 1250°C, 仕上厚み: 3.2mm) (a)

強化型鋼でも図 31 に示したように、
仕上げ圧延の後半スタンドにおいては
再結晶が完了しない部分は再結晶域
圧延と考えられる。

このような未再結晶域圧延を行う
と、写真 1 に示すように冷間圧延の
場合と同様に「粒」が伸長するとも
に粒内に変形帯が形成される。変形
時の切粉フェライトは「粒」界ととも
に変形帯でも形成される写真 1(b)、
すなわち「 α 」変態に際しては、変
形帯は「粒」界と同等の役割を果たし
ている。したがって未再結晶域圧延
による変形帯の導入は、「粒」をいく
つかのブロックに細分したことと等
価になる。

変形帯に関するいくつかの研究結
果 55, 57, 58, 61) を総合すると、つ
ぎのような事実が認められる。
図 32 57) に示すように、変形帯密
度は圧下率とともに増加する。変形
の累積効果もみられるが、変形帯密
度は「パス」で変形させた場合より一
般に低い。切粉位置、圧下率は等度
には影響しないが、粒長の細かい方
が変形帯の均一性が高い。

(5) ホットランテンブル上での冷却
条件とコイル巻取温度の影響
仕上げ圧延までの工程において、圧
延と再結晶の繰り返しによる粒细化
とさらには再結晶温度以下の圧延に
よる変形帯の導入により「粒」が変質
例に一段と微細化した領域は、その
後ホットランテンブル上でジャワー
冷却されコイルに巻き取られる。こ
のホットランテンブル上での冷却速
度や冷却パターンおよびコイル巻取温度は、先にも述べたようにフェライト粒の微細化、変形帯

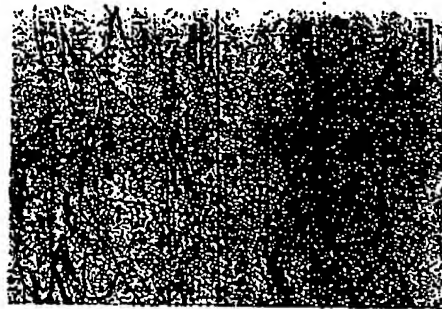


写真 1 未再結晶域圧延による「粒」組織
(a) 仕上げ切粉「粒」の形成 (Fe)

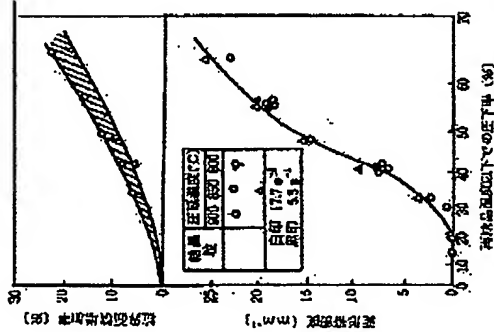


図 32 未再結晶域圧延による粒界面積の増加と変形
帯密度の増加 (0.03% Fe 鋼) 57)

動および析出強化に大きな影響をおよぼす。

(a) フェライト粒の微細化

2.3.2 項において、圧延終了後急冷開始までの時間 (delay time) が長いほど「 α 」粒の微細化
が小さいことを示した (図 5)。これは急冷 (変態) 開始までの delay time が長い場合には、
せつかく未再結晶域圧延により導入した変形帯が「粒」の再結晶により消滅し、さらには粒成長を
起こすためである。55) これらの例は「粒」の再結晶と粒成長抑制力の小さい領域の場合であるため、
これらによる影響は認められないが、それでもやはり回復が進行するため変形帯の作用が純
粋なような顕著な影響は認められないが、その冷却速度を大きくすることが重要である。

Si-Mn 鋼を現用ホットストリッ

プミルにより 32 mm 厚に圧延し、
種々の冷却速度で冷却したときの「 α 」
粒の冷却速度と冷却速度の関係を図 33 に示
し、図 34 にはこの「 α 」粒の圧下率と圧下率
後の「粒」の比、すなわち「 α 」粒
の冷却速度と冷却速度の関係を示す。この
場合には圧下率後「粒」は再結晶をほぼ
完了しているが、「 α 」粒は冷却速度
の増加に伴って著しく微細化すること
と、そして再結晶の場合のように 20
〜 30 °C/秒 の割合で冷却を行った
ときの「 α 」粒の冷却速度は約 3 と大きい
ことがわかる。

約 1 °C/秒 以下の冷却速度で冷却
した「 α 」粒の未再結晶域圧延材では、
板厚方向に粒片長を測ったみかけの
「 α 」粒長にもとづく「 α 」粒の冷却速度は 23
〜 25 である 57, 60) ことから、ホッ
トランテンブル上での冷却速度が「 α 」
粒の微細化にいかにか大きく寄与して
いるかが容易に理解できる。

つぎにコイル巻取温度 (CT) の
影響であるが、CT が高温の場合に
はそれまでの冷却速度が大きくなり、 α 粒の微細化は
起こりやすい。したがって、CT が低下するほど「 α 」粒は微細化するが、CT が低下する場合には

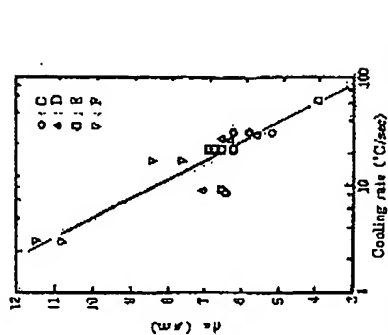


図 33 「 α 」粒の冷却速度と冷却速度の関係 (Si-Mn 鋼)

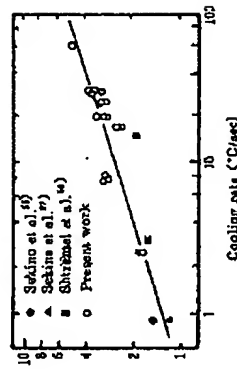


図 34 「 α 」粒の冷却速度と冷却速度の関係 (Si-Mn 鋼)

結果的に冷却速度が大きいためベイナイトが発生し、延性や靱性を劣化させる。すなわち、ベイナイト変態開始温度 (B_s 点) より若干高目の温度まで急冷を行い、 B_s 点以上の温度でコイルに巻取ることがもっとも好ましい。

1b) 連続冷却時の変態挙動

ホットランナーブルでの連続冷却時およびコイル巻取後の変態挙動は熱延製品の組織と材質に密接な関係を持つ重要な要因である。フェライト変態などの変態開始を促進させる(変態開始を短時間、高濃度に移行させる)因子としては、Si, P の添加、C 量の減少、 γ 粒の微細化および未再結晶化による変形帯の導入³⁷⁾がある。これと反対に変態開始を抑制するものに Cr, Mn, Mo, B、固溶状態の Nb, V および Ti がある。Ti または Ti 後の冷却速度が大きい場合には、フェライト変態が低温で開始する。このため発生したフェライト粒の成長が抑制されフェライト粒が微細化する。また C 量の減少、 γ 粒の微細化さらには未再結晶化による変形帯の導入を行った場合には、冷却速度を大きくし、かつ CT 温度を低下させても、フェライト変態が短時間で起こりやすくなるため延性や靱性に有害なベイナイトの生成が抑制される。

1c) 析出強化

Nb, Ti, V などの炭素化合物は図 24 の平衡溶解度積からも明らかなように、熱間圧延工程においては過飽和に固溶しており、 γ 粒の温度でも析出する。とくに熱延時の歪による変態析出が起る。この γ 粒で析出した Nb などの炭素化合物は変態後の α 相においては炭素との整合性がなく、強度への寄与が小さい。⁷²⁾ すなわち析出強化には α 領域において微細析出させることが必要であるが、これは析出物の生成温度および冷却速度に大きく依存する。低温度まで連続冷却する場合には、冷却速度が小さいと、急冷により高温で析出して粒子が成長し過飽和となるため析出強化 σ_p は小さい。冷却速度の増加に伴い σ_p は増加するが、冷却速度が早まる場合には析出が抑制されるため σ_p は小さくなること³⁸⁾が知られている。しかし熱延鋼板のようにコイルに巻取られる場合には、コイルの急冷中に Nb などの炭素化合物が析出し強度を増すことが可能である。これは最も理想的な場合などでの 2 次析出強化に相当する。図 35 に Nb, Ti, V 鋼の降伏強度におよぼす析出物(析出)量の影響を示す。⁷²⁾ 熱間時間が 1 h の場合、Nb, Ti, V 鋼の強度をもっとも高める温度はいずれも 600 °C である。なおこの図の Nb, Ti, V の炭素化合物の析出量は化学分析によるもので、

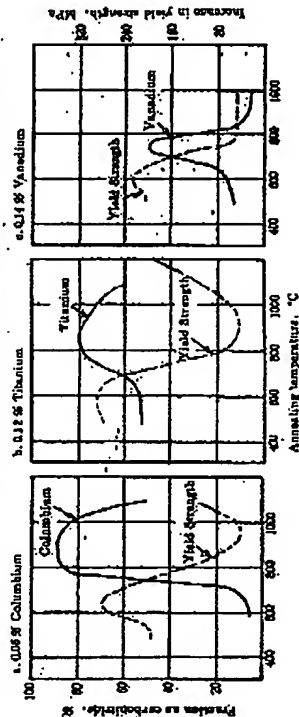


図 35 Nb, Ti, V 鋼の降伏強度と炭素化合物析出量におよぼす析出物析出温度の影響⁷²⁾

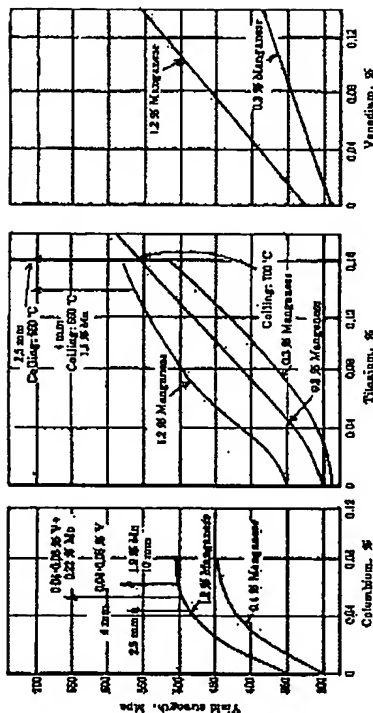


図 36 0.08% C-0.3% Nb 熱延鋼板の降伏強度におよぼす Nb, Ti, V 含有量の影響⁷²⁾

析出強化に寄与する微細析出物を含んでいない。図 38 には熱延鋼板の強度におよぼす Nb, Ti, V 量の影響を示す。⁷²⁾ 0.08% C 量の鋼、Nb 鋼の強度は 0.08% Nb で飽和するのに対して、Ti 鋼はそのような傾向はなくコイル巻取速度を 800 °C 近側で急冷することにより、著しく降伏強度を増加させることが可能である。

4.2 低炭素ベイナイト鋼およびアシキュラフェライト鋼

オーステナイトから結晶入れるときは冷却速度に依存してマルテンサイト、下部ベイナイト組織、上部ベイナイト組織が得られる。図 37⁷³⁾に示すように変態時に各組織は大傾角粒界で隔まれたいくつかのパケットに分割される。このパケット内には小角度粒界からなるクラスが存在す

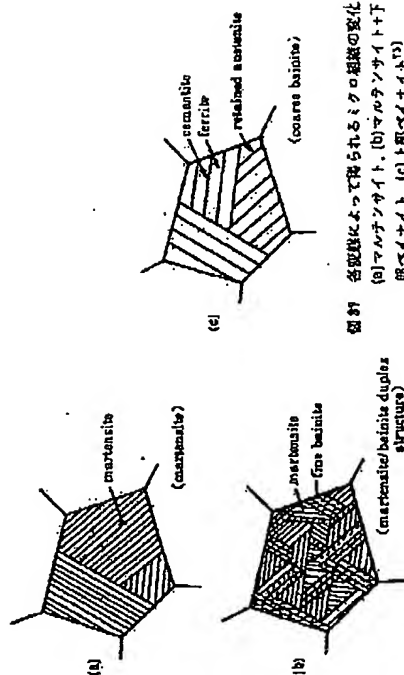


図 37 各変態によって得られるミクロ組織の変化
(a)マルテンサイト、(b)マルテンサイト下部ベイナイト、(c)上部ベイナイト⁷³⁾

第74・75回西山記念技術講座
自動車用高強度薄板鋼板の
製造技術・利用技術の進歩 (限定版)

発 行 日 昭和55年5月30日
編纂発行所 社団法人 日本技術協会
発 行 所 〒100 東京都千代田区大塚町1-9-4
社団法人 日本技術協会

© COPYRIGHT 1981 社団法人 日本技術協会

本書に掲載されている記事の無断転載を一切に禁じます。